



IRANIAN FOUNDRYMEN'S  
SOCIETY

# Founding Research Journal

## Effect of Modifier Elements on Quality Index Improvement of A356 Aluminum Alloy Before and After T6 Heat Treatment

Morteza Mohammadi<sup>1</sup>, Reza Taghiabadi<sup>2\*</sup>, Maryam Nazari<sup>3</sup>

1. M.Sc. in Materials Science, Department of Materials and Metallurgy, Imam Khomeini International University (IKIU)

2. Assistant Prof. Department of Materials and Metallurgy, Imam Khomeini International University (IKIU)

3. M.Sc. in Materials, Department of Materials and Metallurgy, Imam Khomeini International University (IKIU)

Received: 14 February 2018  
Accepted: 28 April 2018

### Abstract:

In this study, the effect of Ca, Sr, Mn, and Be on modification and quality index improvement of A356 aluminum alloy containing 1.2 wt% Fe impurity was studied in as-cast and heat treated conditions. According to the results, Sr and Ca modified the eutectic Si particles and decreased the size of detrimental  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi compounds so that their average size reduced by 23 and 18%, respectively. The addition of Be and Mn did not affect the eutectic Si, but converted the brittle  $\beta$ -platelets to the  $\alpha$ -Fe Chinese-scrips. Due to this microstructural variation, the quality index of the alloys modified by Ca, Sr, Be, and Mn has increased by 58, 32, 31, and 17%, respectively. T6 heat treatment led to the precipitation hardening of the alloy, thermally modified the eutectic Si particles, and fractured the  $\beta$ -particles. Although, it did not exert significant effect on the size and volume fraction of  $\alpha$ -compounds. The maximum improvement of quality index in heat-treated samples (36 %) was observed in non-modified base alloy whilst the amplitudes of the quality index improvement in the Ca, Sr, Be and Mn modified samples were 6, 13, 21, and 19 respectively. Increasing of porosity content and the remaining of rather large  $\alpha$ -compounds were found to be the most important factors responsible for the relative reduction of the quality index in modified and heat treated samples.

### Keywords:

A356,  
Modification,  
Intermetallic,  
Iron,  
Modifier elements,  
Quality index.

Journal homepage: [www.foundingjournal.ir](http://www.foundingjournal.ir)

### Please cite this article using:

Mohammadi M., Taghiabadi R., Nazari M., Investigation of the Effect of Modifier Elements on Quality Index Improvement of A356 Aluminum Alloy Before and After T6 Heat Treatment, in Persian, Founding Research Journal, 2018, 2(1) 11-25.

DOI: 10.22034/FRJ.2018.118501.1024

### \* Corresponding Author:

Reza Taghiabadi, Assistant Professor

Address: Department of Materials and Metallurgy, Imam Khomeini International University, Gazvin, Iran,  
P.O. Box: 3414896818, Tel.: +98(028)33901156, Fax: +98(028)33780083.

E-mail: [taghiabadi@ikiu.ac.ir](mailto:taghiabadi@ikiu.ac.ir)



## پژوهش نامه ریخته‌گری

### تأثیر عناصر بهساز در بهبود اندیس کیفیت آلیاژ آلومینیم A۳۵۶ قبل و بعد از عملیات حرارتی T۶

مر تفضی محمدی<sup>۱</sup>، رضا تقی‌آبادی<sup>۲\*</sup>، مریم نظری<sup>۳</sup>

۱- کارشناس ارشد مهندسی مواد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ایران  
 ۲- استادیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ایران taghiabadi@ikiu.ac.ir (نویسنده مکاتبه کننده)  
 ۳- کارشناس ارشد آزمایشگاه متالورژی، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ایران

#### چکیده:

دریافت: ۱۳۹۶/۱۱/۲۵  
 پذیرش: ۱۳۹۷/۰۲/۰۸

در این تحقیق تأثیر کلسیم، استرانسیم، منگنز و برلیم در بهسازی و بهبود اندیس کیفیت آلیاژ A۳۵۶ آلومینیم حاوی ۱/۲ درصد وزنی ناخالصی آهن، قبل و بعد از عملیات حرارتی، بررسی شده است. بر اساس نتایج حاصل شده، استرانسیم و کلسیم موجب بهسازی ذرات سیلیسیم یوتکتیک و کاهش ابعاد ترکیبات مخرب  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi می‌شوند به گونه‌ای که اندازه متوسط این فازها به ترتیب ۲۳ و ۱۸ درصد کاهش می‌یابد. افزودن برلیم و منگنز تأثیری بر فاز سیلیسیم یوتکتیک ندارد اما موجب جایگزینی صفحات ترد و شکننده بتا توسط ذرات آلفا (α-Fe) با مورفولوژی حروف چینی می‌شود. در اثر این تغییرات ریزساختاری، اندیس کیفیت آلیاژهای بهسازی شده توسط کلسیم، استرانسیم، برلیم و منگنز به ترتیب ۵۸، ۳۲، ۳۱ و ۱۷ درصد افزایش می‌یابد. انجام عملیات حرارتی T۶ ضمن استحکام‌دهی رسوبی آلیاژ، موجب بهسازی حرارتی سیلیسیم یوتکتیک و خردایش صفحات بتا می‌شود اما تأثیر آن در کاهش ابعاد و کسر حجمی ترکیبات آلفا کمتر است. بیشترین میزان بهبود اندیس کیفیت در نمونه بهسازی نشده با عملیات حرارتی به میزان ۳۶ درصد است. در حالی که این میزان در نمونه‌های بهسازی شده توسط کلسیم، استرانسیم، برلیم و منگنز به ترتیب ۶، ۱۳، ۲۱ و ۱۹ درصد است. افزایش میزان تخلخل و حضور ترکیبات نسبتاً درشت آلفا در ریزساختار از جمله مهمترین عوامل موثر در کاهش نسبی اندیس کیفیت نمونه‌های بهسازی شده پس از عملیات حرارتی به شمار می‌آیند.

#### واژه‌های کلیدی:

A۳۵۶  
 بهسازی،  
 ترکیب بین‌فلزی،  
 آهن،  
 عناصر بهساز،  
 اندیس کیفیت.

#### ۱- مقدمه

استفاده قرار می‌گیرند تا استحکام ویژه و خواص مورد نظر ایجاد شود.

در شرایط ریختگی، خواص مکانیکی آلیاژهای Al-Si-Mg متأثر از ساختار میکروسکوپی به‌ویژه کسر حجمی، ابعاد و مورفولوژی ذرات سیلیسیم یوتکتیک در زمینه آلیاژ است. فصل مشترک ذرات سیلیسیم یوتکتیک با زمینه α-Al نوع غیرنفوذی و پخ‌دار است [۴-۵] لذا در صورت اعمال بار و تمرکز تنش بر روی این ذرات، جوانه‌زنی و رشد ترک‌های میکروسکوپی در این مناطق بسیار محتمل است. نتایج حاصل از تحقیقات نیز حاکی از آن است که حضور ذرات صفحه‌ای شکل، ترد و شکننده سیلیسیم یوتکتیک در زمینه آلیاژهای Al-Si موجب افت استحکام کششی و انعطاف‌پذیری آلیاژ می‌شود [۶-۸]. نوع و میزان ناخالصی‌ها نیز تأثیر منفی بر خواص نهایی آلیاژهای Al-Si-Mg دارد. آهن رایج‌ترین و مضرترین ناخالصی

آلیاژهای ریختگی Al-Si-Mg به دلیل چگالی کم، سیالیت و قابلیت ریخته‌گری عالی و قابلیت عملیات حرارتی و کسب نسبت استحکام به وزن بالا، به‌طور گسترده‌ای در صنایع خودروسازی و هوا-فضا مورد استفاده قرار می‌گیرند [۱-۲]. قابلیت عملیات حرارتی این آلیاژها ناشی از حضور مقادیر مناسب از دو عنصر سیلیسیم و منیزیم در ترکیب آلیاژ است که در نسبت استوکیومتری Mg:Si=۱/۷۳ با یکدیگر ترکیب شده و رسوبات Mg<sub>2</sub>Si را در زمینه آلیاژ پدید می‌آورند [۳]. این رسوبات طی عملیات حرارتی انحلالی مجدداً در زمینه حل شده و پس از فرایند آبدهی و پیرسازی، به صورت بسیار ریز در زمینه توزیع شده و با ممانعت از حرکت نابجایی‌ها موجب استحکام‌دهی رسوبی آلیاژ می‌شوند. بر این اساس، آلیاژهای ریختگی Al-Si-Mg به طور معمول در شرایط عملیات حرارتی شده مورد

ترکیبات بین‌فلزی غنی از آهن است. تحقیقات نشان داده است که به دلیل نفوذ تدریجی اتم‌های سیلیسیم در ترکیبات غنی از آهن بتا به سمت زمینه آلومینیمی، این ترکیبات طی عملیات حرارتی انحلالی به تدریج حل شده و طول متوسط و کسر حجمی آنها کاهش می‌یابد [۲۳، ۲۲]. به طور مشابه، ذرات سیلیسیم یوتکتیک انحلال را تجربه نموده و به ذرات ریز با مورفولوژی فیبری/کروی مبدل می‌شوند [۲۵، ۲۴]. همچنین طی این فرایند، استحکام فصل مشترک این فازها با زمینه افزایش یافته و با کاهش شدت تمرکز تنش بر روی آنها، انعطاف‌پذیری آلیاژ بهبود می‌یابد. همان‌گونه که قبلاً عنوان شد، آلیاژهای Al-Si-Mg غالباً در شرایط عملیات حرارتی شده مورد استفاده قرار می‌گیرند و از استحکام ویژه بسیار بالا برخوردارند. لذا صرف‌نظر از انجام یا عدم انجام بهسازی شیمیایی، بخش قابل توجهی از اثرات منفی تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیک و ترکیبات بین‌فلزی بتا بر خواص کششی به‌ویژه انعطاف‌پذیری آلیاژ، خنثی می‌شود. با توجه به آنکه افزودن عناصر بهساز، حتی در مقادیر جزئی، می‌تواند اثرات جانبی نامطلوب مانند تشدید اکسیداسیون مذاب، افزایش جذب گاز و افزایش میزان ترکیبات بین‌فلزی نامطلوب به همراه داشته باشد [۲۸-۲۹]، بررسی تاثیر این عناصر از دیدگاه میزان بهبود کیفیت نهایی قطعات پس از عملیات حرارتی می‌تواند دارای اهمیت زیادی باشد. به عبارت دیگر با اعمال یک سیکل عملیات حرارتی مناسب، علاوه بر رسوب سخت شدن آلیاژ، بهسازی موثر ساختار بدون افزودن مواد بهساز، قابل انجام است. بر این اساس، در تحقیق حاضر تاثیر نهایی چهار عنصر بهساز شامل کلسیم، استرانسیم، برلیوم و منگنز بر ریزساختار و خواص کششی آلیاژ A۳۵۶ در شرایط عملیات حرارتی شده مورد بررسی قرار گرفته و عملکرد هر یک از این عناصر در میزان بهبود اندیس کیفیت آلیاژ مورد مطالعه در دو شرایط قبل و بعد از عملیات حرارتی، مورد بررسی و مقایسه قرار گرفته است.

## ۲- مواد و روش تحقیق

در جدول (۱)، ترکیب شیمیایی آلیاژ A۳۵۶ مورد استفاده در این تحقیق ارائه شده است. عملیات ذوب، تحت فلاکس پوششی فوسیکو در یک بوتله رسی-گرافیتی و با بهره‌گیری از یک کوره مقاومتی در دمای ۷۸۰°C انجام شد. پس از ذوب مواد شارژ و سرباره‌گیری، مقادیر مورد نظر از دو عنصر

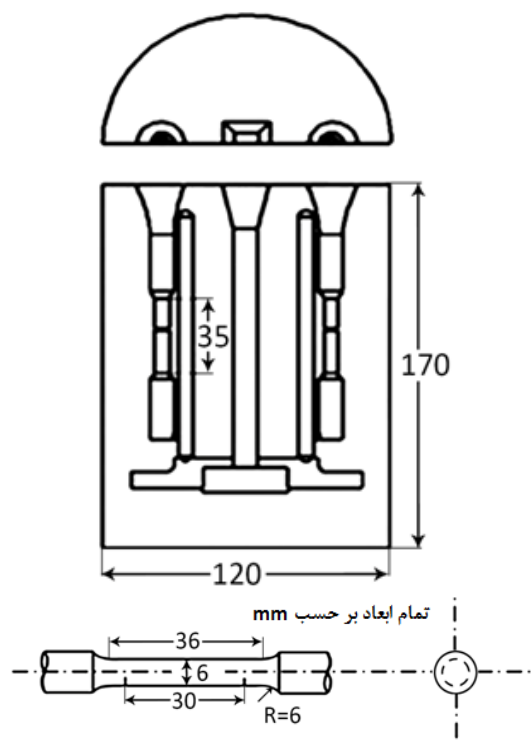
موجود در آلیاژهای آلومینیم است [۹-۱۱]. با توجه به افت شدید حلالیت طی انجماد (۰/۰۵ wt% در دمای ۷۲۳°C)، این عنصر با توجه به غلظت سایر ناخالصی‌های موجود در ترکیب آلیاژ، به صورت رسوبات بین‌فلزی غنی از آهن در زمینه آلیاژ پدیدار می‌شود. رایج‌ترین رسوبات غنی از آهن در آلیاژهای بهسازی نشده Al-Si عبارتند از: فاز  $\alpha$ -Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si با ساختار هگزاگونال (۳۱/۶ wt% آهن و ۷/۸ wt% سیلیسیم) که به صورت  $\alpha$ -Al<sub>12</sub>Fe<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> (۳۵-۳۰ آهن و ۱۲-۶ wt% سیلیسیم) نیز گزارش می‌شود، فاز تتراگونال  $\delta$ -Al<sub>4</sub>FeSi<sub>2</sub> (۲۵/۴ wt% آهن و ۲۵/۹ wt% سیلیسیم)، فاز منوکلینیک  $\gamma$ -Al<sub>3</sub>FeSi (۳۳/۹ wt% آهن و ۱۶/۹ wt% سیلیسیم) و فاز منوکلینیک/ارتورومبیک  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi (۲۵/۶ wt% آهن و ۱۲/۸ wt% سیلیسیم) [۱۲، ۱۰]. مشخصات هندسی، مورفولوژی و کسر حجمی این فازها اثر تعیین‌کننده‌ای بر خواص مکانیکی آلیاژ دارد. به‌عنوان مثال در صورت شکل‌گیری فاز بتا با مورفولوژی صفحه‌ای، خواص مکانیکی آلیاژ به‌ویژه انعطاف‌پذیری و چقرمگی آن به میزان قابل توجهی افت می‌نماید [۱۳].

نظر به اهمیت صنعتی آلیاژهای Al-Si-Mg، تحقیقات زیادی در زمینه بهسازی ذرات سیلیسیم یوتکتیک و تاثیر منفی ناخالصی آهن بر خواص کششی این آلیاژها صورت پذیرفت و روش‌های مختلفی به منظور کنترل اثرات مخرب این فازها توسعه یافته‌اند. بهسازی شیمیایی با بهره‌گیری از عناصر تصحیح‌کننده اثر آهن مانند منگنز، کروم، برلیوم، استرانسیم، سدیم، پتاسیم، کبالت و کلسیم از روش‌های رایج جهت کنترل اثرات مخرب آهن است [۹-۱۲]. با این حال، عملکرد این عناصر در بهسازی ترکیبات غنی از آهن متفاوت است. برخی از آنها مانند کبالت، منگنز، کروم و برلیوم مورفولوژی ترکیبات غنی از آهن را تغییر داده و ترکیبات بین‌فلزی و صفحه‌ای شکل بتا را به ترکیبات بین‌فلزی آلفا با مورفولوژی غیرصفحه‌ای با خواص مطلوب‌تر تبدیل می‌نمایند. اما برخی دیگر مانند سدیم، استرانسیم و کلسیم، تنها در کاهش ابعاد صفحات فاز بتا موثر بوده و موجب تغییر مورفولوژی آنها نمی‌شوند. در ضمن، افزودن این عناصر موجب بهسازی بسیار موثر فاز سیلیسیم یوتکتیک می‌شود [۱۴-۲۱، ۱۰].

یکی از اثرات جانبی فرایند رسوب‌سختی در آلیاژهای Al-Si-Mg، بهسازی حرارتی ذرات سیلیسیم یوتکتیک و

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیم A۳۵۶ (wt.%)

Al	Ti	Zn	Mg	Mn	Cu	Fe	Si
باقیمانده	۰/۱۳	۰/۰۱	۰/۳۵	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۱۸	۷/۱۰



شکل ۱- تصویر طرح‌واره قالب فولادی و نمونه آزمایش کشش

اندیس کیفیت هم‌زمان در برگیرنده دو متغیر استحکام کششی و درصد ازدیاد طول ماده بوده و متاثر از شاخص‌های متالورژیکی نمونه مانند فاصله بین بازوهای ثانویه دندریتی، میزان تخلخل‌های میکروسکوپی، مورفولوژی ذرات سیلیسیم یوتکتیک، حضور یا عدم حضور ذرات آخال و ترکیبات بین‌فلزی و مورفولوژی و کسر حجمی این ترکیبات است.

برای بررسی‌های ریزساختاری، پس از آماده‌سازی سطحی نمونه‌ها با استفاده از روش‌های استاندارد متالوگرافی، سطح نمونه‌ها توسط محلول HF ۰/۵ درصد حکاکی شد. آنالیز کمی شاخص‌های هندسی اجزای ریزساختاری مورد نظر شامل اندازه موثر، محیط، مساحت و میزان کرویت ذرات سیلیسیم یوتکتیک و طول متوسط و نسبت طول به عرض ذرات فاز بتا، با بهره‌گیری از نرم‌افزار UTHSCSA Image Tool-Ver. 1.28 انجام شد. برای هر شاخص، حداقل ۱۰۰ ذره مد نظر قرار گرفت. میزان کرویت ذرات سیلیسیم با بهره‌گیری از رابطه (۲) تعیین شد [۴۱]:

آهن و منگنز با استفاده از قرص‌های ALTABTM (حاوی ۱۵ wt% آلومینیم، ۱۰ wt% فلاکس عاری از سدیم و ۷۵ wt% پودر آهن و/یا منگنز) به مذاب افزوده شد. غلظت نهایی آهن در آلیاژ ۱/۲ درصد وزنی و غلظت منگنز نصف غلظت آهن در نظر گرفته شد [۳۰-۳۲]. عناصر استرانسیم، کلسیم و برلییم نیز به ترتیب با استفاده از آمیزان‌های Al-10Sr، Al-8Ca و Al-5Be به اندازه‌ای به مذاب افزوده شدند که مقدار باقیمانده این عناصر در مذاب به ترتیب ۰/۰۳ [۱۷-۱۸، ۳۳]، ۰/۰۵ [۳۴، ۳۵] و ۰/۲ درصد [۳۷، ۳۶] شود. در ادامه مذاب به آرامی و با استفاده از یک میله آهنی پوشش داده شده توسط پوشان قالب HOLCOTE-110Z هم زده شد. برای اطمینان از انحلال کامل مواد افزودنی و همگن شدن ترکیب شیمیایی، مذاب به مدت ۱۰ دقیقه در دمای ۷۵۰°C نگهداری شد. بعد از سرپاره‌گیری مجدد، عملیات بارریزی نمونه‌ها در دمای ۷۲۰°C در یک قالب فولادی پیش‌گرم شده تا دمای ۲۰۰°C انجام شد. ابعاد نمونه‌های کششی حاصله مطابق با استاندارد ASTM B 557M-02a است (شکل ۱).

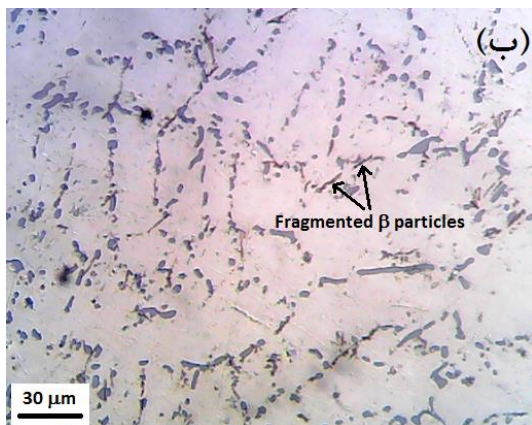
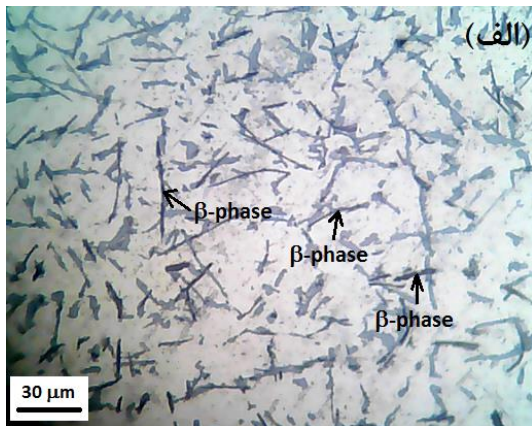
فرایند عملیات حرارتی T6، شامل محلول‌سازی در دمای ۵۴۰°C به مدت ۸ ساعت، سرد کردن سریع نمونه‌ها در آب با دمای محیط و سپس فرآیند پیرسازی از طریق گرمایش مجدد آلیاژ تا دمای ۱۸۰°C به مدت ۸ ساعت [۳۸] بر روی نمونه‌های منتخب اعمال شد. برای تعیین خواص کششی، آزمون کشش با استفاده از دستگاه کشش تک محوری مدل Zwick-Roell تحت بار ۱۰ kN و سرعت ۰/۵ mm/min در دمای محیط، انجام شد و میانگین مقادیر به دست آمده از چهار نمونه، به عنوان نتیجه نهایی ثبت شد. همچنین مطابق رابطه (۱)، از اندیس کیفیت برای تحلیل خواص کششی به صورت تابعی از استحکام کششی و درصد ازدیاد طول بهره گرفته شد. این اندیس معیاری برای بررسی کیفیت متالورژیکی آلیاژهای ریخته‌گری است. بر اساس این معیار، کیفیت متالورژیکی قطعات با استفاده از یک اندیس عددی قابل ارزیابی است [۴۰، ۳۹]:

$$Q = UTS + 150 \log (\%El) \quad (1)$$

در این رابطه، Q اندیس کیفیت بر حسب MPa، UTS استحکام کششی بر حسب MPa و El میزان ازدیاد طول بر حسب درصد است.

خوبی با ترکیب شیمیایی ارائه شده برای ترکیبات  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi در سایر مراجع دارد [۴۳-۴۴].

تاثیر افزودن عناصر بهساز بر ریزساختار آلیاژ پایه حاوی آهن در شکل (۵) به تفکیک چهار عنصر نشان داده شده است. همان گونه که مشاهده می شود، افزودن منگنز و برلیم موجب تغییر مورفولوژی ترکیبات غنی از آهن صفحه ای شکل به ذرات با مورفولوژی حروف چینی شده است (شکل ۵-الف و ب). آنالیز شیمیایی رسوبات حروف چینی در نمونه بهسازی شده توسط منگنز (شکل ۴-ب) نیز تطابق بسیار خوبی با آنالیز شیمیایی رسوبات Al<sub>15</sub>(FeMn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> به دست آمده توسط سایر محققین دارد [۴۴-۴۵]. با توجه به پایین بودن عدد اتمی برلیم، ارائه آنالیز شیمیایی دقیق رسوبات آلفای حروف چینی در نمونه های بهسازی شده توسط برلیم عملاً مقدور نیست، اما رابطه عمومی Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>SiB برای این رسوبات پیشنهاد شده است [۴۶-۴۷].



شکل ۳- (الف) ریزساختار میکروسکوپی آلیاژ پایه ریختگی، برخی از ذرات  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi بر روی تصویر مشخص شده اند، (ب) ریزساختار آلیاژ پایه پس از عملیات حرارتی.

$$SF = \frac{4\pi A}{p^2} \quad (۲)$$

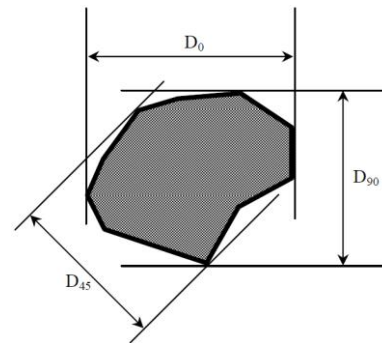
که در این رابطه،  $SF^1$  فاکتور کروی شدن و معیاری از میزان کروییت ذرات سیلیسیم،  $A$  مساحت ذرات سیلیسیم و  $P$  محیط ذرات سیلیسیم است.

با توجه به اینکه فازهای مورد بررسی اغلب دارای مورفولوژی نامعینی هستند، برای تعیین اندازه میانگین آن ها، مطابق شکل (۲) بر روی هر فاز خطوط صفر، ۴۵ و ۹۰ درجه رسم شده و اندازه ذره در این سه زاویه مطابق رابطه (۳) تعیین شد [۴۲]:

$$D_{ave.} = \frac{D_0 + D_{45} + D_{90}}{3} \quad (۳)$$

در این رابطه  $D_{ave.}$  اندازه ی متوسط ذره و  $D_0$  و  $D_{45}$  و  $D_{90}$  به ترتیب اندازه ذره در سه زاویه ۰، ۴۵ و ۹۰° به شرح نشان داده شده در شکل (۲) است.

در ادامه برای تعیین تاثیر بهسازی شیمیایی بر مورفولوژی سطح شکست و تعیین مکانیزم شکست، توسط میکروسکپ الکترونی روبشی Vega-TScan مجهز به آنالیز EDS، سطح شکست نمونه ها مورد بررسی قرار گرفت.

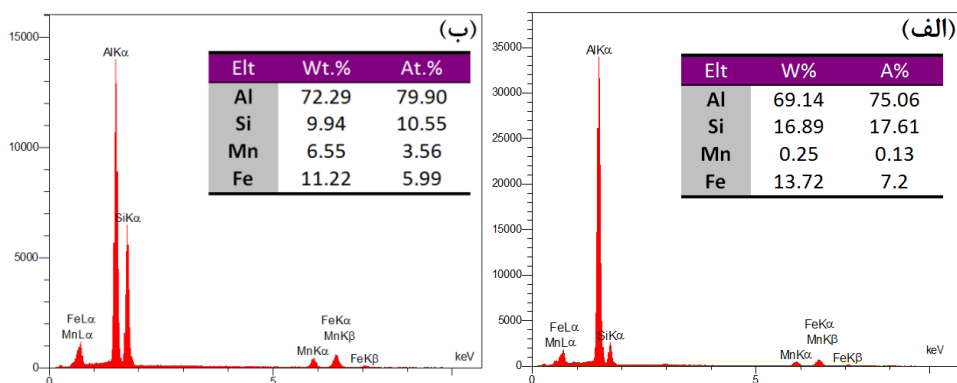


شکل ۲- روش اندازه گیری قطر متوسط ذرات بین فلزی با شکل نامنظم.

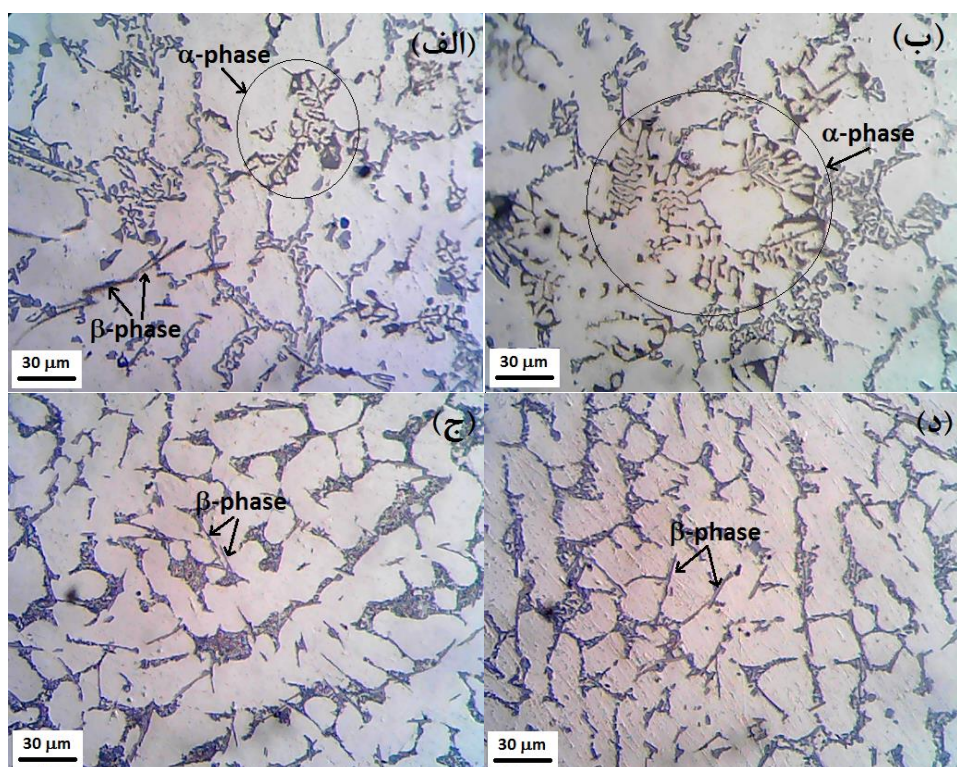
### ۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی بهسازی شیمیایی بر ریزساختار ریختگی  
تاثیر افزودن آهن بر ریزساختار ریختگی آلیاژ A۳۵۶ در شکل (۳-الف) نشان داده شده است. همان گونه که مشاهده می شود، افزودن آهن موجب شکل گیری ترکیبات بین فلزی صفحه ای شکل در زمینه آلیاژ شده است. آنالیز EDS این ترکیبات در شکل (۳-الف) نشان داده شده است. با توجه به آنالیز ارائه شده، ترکیب شیمیایی این ذرات، تطابق بسیار

<sup>1</sup> Sphericity Factor



شکل ۴- (الف) آنالیز EDS ترکیبات صفحه‌ای شکل  $\beta$ -Al<sub>3</sub>FeSi و (ب) آنالیز EDS ترکیبات آلفای حروف چینی در نمونه بهسازی شده توسط منگنز (شکل ۵-الف).



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپی نمونه‌های ریخته‌گی بهسازی شده توسط (الف) منگنز، (ب) برلیم، (ج) استرانسیم و (د) کلسیم. برخی از ذرات غنی از آهن آلفا و بتا بر روی تصاویر مشخص شده‌اند.

متوسط، کسر حجمی و نسبت طول به عرض ترکیبات غنی از آهن، در جدول (۲) نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که در توافق با مشاهدات ریزساختاری (شکل ۵)، افزودن برلیم و منگنز تاثیر خاصی بر روی مشخصات هندسی ذرات سیلیسیم یوتکتیک نگذاشته است. این در حالی است که قطر متوسط، محیط و مساحت ذرات سیلیسیم یوتکتیک در نمونه‌های بهسازی شده توسط کلسیم و استرانسیم به میزان قابل ملاحظه‌ای کاهش یافته و درصد کروی شدن ذرات افزایش یافته است. بهسازی آلیاژ توسط استرانسیم و کلسیم همچنین موجب کاهش

افزودن منگنز و برلیم، تاثیری بر روی ابعاد و مورفولوژی ذرات سیلیسیم یوتکتیک نداشته است. تصاویر میکروسکوپی ریزساختار آلیاژ  $A_{356}-1/2Fe$  بهسازی شده توسط استرانسیم و کلسیم در شکل (۵-ج و د) نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، بهسازی توسط این عناصر موجب خردایش ترکیبات صفحه‌ای شکل بتا و بهسازی ذرات سیلیسیم یوتکتیک شده است.

نتایج مربوط به تاثیر عناصر بهساز بر شاخص‌های ریزساختاری آلیاژهای ریخته‌گی شامل محیط، مساحت، میزان کروی شدن و قطر متوسط ذرات سیلیسیم و طول

جدول ۲- مقایسه شاخص‌های ریزساختاری آلیاژ ۲۵۶ در شرایط ریختگی

ترکیب آلیاژ	محیط ( $\mu\text{m}$ )	مساحت ( $\mu\text{m}^2$ )	کروییت	قطر متوسط ذرات سیلیسیم ( $\mu\text{m}$ )	طول متوسط تیغه‌های بتا ( $\mu\text{m}$ )	کسر حجمی فازهای غنی از آهن (%)	نسبت طول به عرض ذرات بتا
۱/۲ Fe	۱۹/۳۶±۳/۳۴	۴/۷۴±۱۳/۸۴	۰/۴۶۳۷	۵/۱۲±۱/۰۳	۲۴/۹۹±۹/۶۲	۵/۳۳	۴/۱۸±۰/۳۴
۱/۲Fe-۰/۲Be	۶/۴۰±۱۶/۳۶	۴/۴۸±۱۰/۶۷	۰/۵۰۰۷	۱/۳۸±۳/۹۴	—	۴/۱۲	۰/۳۱±۲/۳۶
۱/۲Fe-۰/۶Mn	۴/۱۳±۱۸/۵۷	۴/۰۰±۱۳/۵۴	۰/۴۹۳۱	۱/۸۰±۵/۲۲	—	۴/۸۸	۰/۷۲±۲/۶۰
۱/۲Fe-۰/۰۵Ca	۱/۵۷±۱۱/۳۰	۲/۱۷±۷/۰۹	۰/۶۹۷۳	۰/۵۶±۲/۳۵	۴/۱۴±۱۷/۸۵	۴/۲۱	۰/۶۸±۱/۶۷
۱/۲Fe-۰/۰۳Sr	۴/۵۸±۱۵/۶	۵/۶۰±۱۲/۵	۰/۶۴۵۱	۰/۸۲±۲/۶۶	۱۰/۴۴±۱۹/۱۵	۴/۴۱	۰/۵۱±۱/۳۵

شده توسط استرانسیم و کلسیم پس از عملیات حرارتی به ترتیب ۲۷، ۶۱، ۳۲ و ۷۶ درصد است. همچنین کسر حجمی ترکیبات آلفا در نمونه‌های عملیات حرارتی شده توسط عناصر برلیم و منگنز به ترتیب ۵۸ و ۶۸ درصد در مقایسه با نمونه‌های ریختگی کاهش یافته است. همچنین قطر متوسط، محیط و مساحت ذرات سیلیسیم یوتکتیک در نمونه‌های عملیات حرارتی شده در بهترین حالت بهسازی نسبت به نمونه‌های مشابه در حالت ریختگی به ترتیب ۴۵، ۲۲ و ۵۱ درصد کاهش یافته و درصد کروی شدن ذرات ۴۲ درصد افزایش یافته است.

### ۳-۲- بررسی تاثیر بهسازی شیمیایی بر استحکام کششی و اندیس کیفیت آلیاژهای Al-Si-Mg

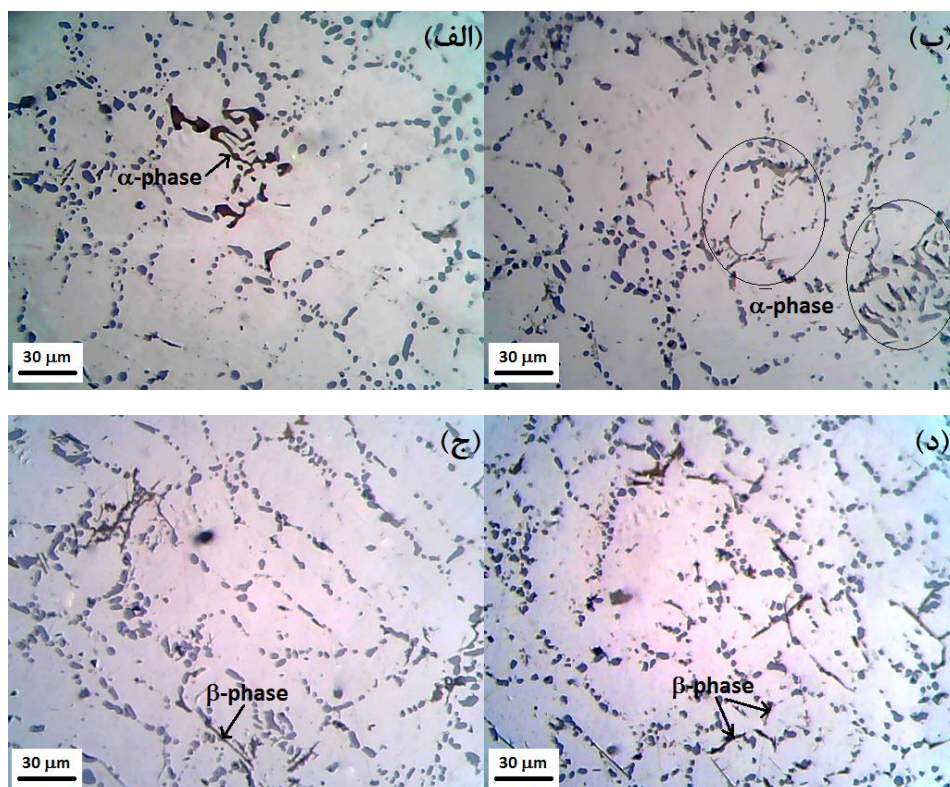
در شکل (۷-الف)، نمودار تغییرات استحکام کششی آلیاژ ۲۵۶ در شرایط ریختگی و عملیات حرارتی شده در دو حالت بهسازی نشده و بهسازی شده توسط عوامل مختلف بهساز نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که افزودن کلسیم، استرانسیم، برلیم و منگنز، استحکام کششی آلیاژ بهسازی نشده حاوی آهن را به ترتیب ۴، ۷، ۱۱ و ۶ درصد افزایش داده است. ترکیبات غنی از آهن با مورفولوژی صفحه‌ای شکل (شکل ۳-الف)، پتانسیل بسیار خوبی برای ممانعت از حرکت نابجایی‌ها دارند. ممانعت از حرکت نابجایی‌ها می‌تواند موجب بهبود استحکام آلیاژ شود. با این حال با توجه به ماهیت ترد و شکننده و فصل مشترک پخ‌دار، غیر نفوذی و ضعیف ترکیبات بتا با زمینه آلومینیمی [۵۰، ۴۹]، در صورت تجاوز میزان تنش‌های تجمعی ایجاد شده بر روی ذرات از استحکام ذرات و/یا استحکام فصل مشترک آنها با زمینه، صفحات خرد شده و/یا در فصل مشترک ضعیف آنها با زمینه ترک‌های میکروسکوپی شکل می‌گیرد. شکل‌گیری و اشاعه این ترک‌ها تاثیر منفی بر خواص کششی به خصوص انعطاف‌پذیری آلیاژ دارد. یکی

میانگین طول و نسبت طول به عرض تیغه‌های فاز بتا شده و کسر حجمی این ذرات را کاهش داده است. بر اساس نتایج آنالیز تصویری، طول متوسط، نسبت طول به عرض و کسر حجمی صفحات بتا در نمونه‌های بهسازی شده توسط استرانسیم و کلسیم به ترتیب حدود ۲۳، ۶۷ و ۱۷ درصد و ۲۸، ۶۰ و ۲۱ درصد کمتر از نمونه بهسازی نشده است. تاثیر عملیات حرارتی بر ریزساختار آلیاژ بهسازی نشده در شکل (۳-ب) و آلیاژهای بهسازی شده توسط برلیم، منگنز، کلسیم و استرانسیم در شکل (۶) ارائه شده است. همان گونه که مشاهده می‌شود، عملیات حرارتی موجب بهسازی حرارتی ساختار (خردایش و کروی شدن ذرات سیلیسیم یوتکتیک و ترکیبات صفحه‌ای شکل غنی از آهن) می‌شود اما تاثیر آن بر رسوبات غنی از آهن در نمونه‌های بهسازی شده توسط منگنز و برلیم کمتر است به گونه‌ای که این ذرات خردایش اندکی را تجربه نموده‌اند. هنگام عملیات حرارتی انحلالی، فرایند کروی شدن ذرات سیلیسیم یوتکتیک طی دو مرحله صورت می‌پذیرد: خرد شدن یا انحلال تیغه‌های سیلیسیم و کروی شدن ذرات خرد شده [۴۸، ۲۰]. انحلال صفحات بتا نیز طی واکنش  $\text{Al} + \text{Al}_5\text{FeSi} \rightarrow \text{Al}_6\text{Fe} + \text{Si}$  از طریق پس‌زدن تدریجی اتم‌های سیلیسیم به زمینه انجام می‌شود. این انتقال جرم به صورت ترجیحی از مناطق پرانرژی (عموما لبه‌ها و گوشه‌های ذرات بتا) انجام می‌شود. هر چه طول صفحات بتا کوچک‌تر باشد، سرعت انحلال آن‌ها بیشتر خواهد بود [۲۳، ۲۲].

در جدول (۳)، نتایج آنالیز تصویری نمونه‌های عملیات حرارتی شده نشان داده شده است. با توجه به نتایج ارائه شده در جدول، طول متوسط و کسر حجمی رسوبات بتا در آلیاژ پایه پس از عملیات حرارتی، به ترتیب ۴۱ و ۶۴ درصد کاهش می‌یابد این در حالی است که میزان کاهش طول متوسط و کسر حجمی این صفحات در نمونه‌های بهسازی

دیگر از آثار منفی ترکیبات غنی از آهن صفحه‌ای شکل، افزایش کسر حجمی تخلخل‌های انقباضی به واسطه‌ی

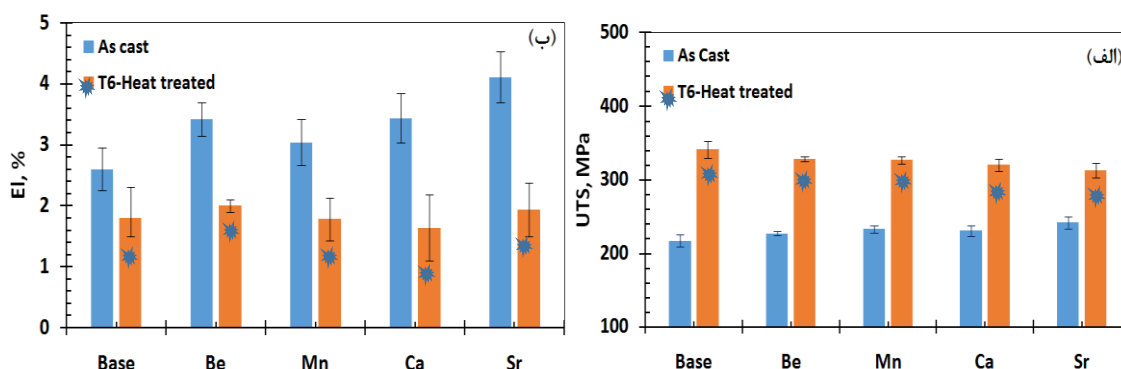
انسداد مسیرهای تغذیه بین‌دندریتی در مراحل آخر انجماد است [۴۵].



شکل ۶- تصویر میکروسکوپی نمونه‌های عملیات حرارتی شده پس از بهسازی توسط: (الف) منگنز، (ب) برلیوم، (ج) استرانسیم و (د) کلسیم.

جدول ۳- مقایسه شاخص‌های ریزساختاری آلیاژ A۳۵۶ در شرایط عملیات حرارتی.

ترکیب آلیاژ	محیط (μm)	مساحت (μm) <sup>2</sup>	کرویته	قطر متوسط ذرات سیلیسیم (μm)	طول متوسط تیغه‌های بتا (μm)	کسر حجمی فازهای غنی از آهن (%)	نسبت طول به عرض ذرات بتا
۱/۲Fe	۱۳/۷۰ ± ۴/۲۰	۱۰/۹۹ ± ۵/۹۸	۰/۷۳۵۴	۳/۵۱ ± ۱/۳۵	۱۴/۶۷ ± ۳/۱۰	۱/۹۳	۱/۷۴ ± ۰/۶۳
۱/۲Fe-۰/۲Be	۱۴/۲۱ ± ۵/۴۵	۱۱/۰۲ ± ۶/۱۷	۰/۷۱۴۸	۲/۷۹ ± ۰/۶۸	-	۱/۷۰	۱/۷۲ ± ۰/۳۱
۱/۲Fe-۰/۶Mn	۱۴/۴۱ ± ۲/۸۳	۱۰/۶۸ ± ۳/۲۱	۰/۶۵۶۰	۲/۸۳ ± ۱/۰۷	-	۱/۵۴	۱/۴۶ ± ۰/۶۵
۱/۲Fe-۰/۰۵Ca	۱۳/۵۶ ± ۴/۸۲	۱۰/۷۱ ± ۷/۰۶	۰/۷۵۱۵	۲/۹۱ ± ۱/۱۲	۱۲/۰۶ ± ۹/۸۷	۱/۷۸	۱/۲۱ ± ۰/۵۴
۱/۲Fe-۰/۰۳Sr	۱۳/۵۰ ± ۲/۹۰	۱۰/۵۷ ± ۳/۵۰	۰/۷۴۸۴	۳/۱۵ ± ۱/۲۶	۱۳/۹۴ ± ۵/۷۳	۱/۷۲	۱/۲۱ ± ۰/۹۵



شکل ۷- تاثیر عناصر بهساز بر: (الف) تغییرات استحکام کششی و (ب) درصد ازدیاد طول در دو حالت ریختگی و عملیات حرارتی شده.



افزودن عناصر بهساز به دو روش موجب بهبود خواص کششی می‌شود. برلیم و منگنز مورفولوژی صفحه‌ای ترکیبات را تغییر داده و موجب شکل‌گیری ترکیبات غنی از آهن آلفا با مورفولوژی غیرصفحه‌ای و فشرده و فصل مشترک مستحکم‌تر [۵۱] با زمینه می‌شوند. با این وجود، این عناصر تاثیری بر روی ابعاد و مورفولوژی ذرات سیلیسیم یوتکتیک ندارند (شکل ۵-الف و ب). استرانسیم و کلسیم مورفولوژی صفحات را تغییر نمی‌دهند اما با توجه به تصاویر ریزساختاری و نتایج آنالیز تصویری جدول (۲) موجب کاهش ابعاد و نسبت طول به عرض این ذرات می‌شوند. تحت این شرایط میزان تمرکز تنش بر روی ذرات کاهش یافته و این امر تاثیر مثبتی بر خواص کششی خواهد داشت. علاوه بر این، استرانسیم و کلسیم موجب بهسازی شیمیایی ذرات سیلیسیم یوتکتیک می‌شوند. تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیک مشابه ترکیبات صفحه‌ای شکل بتا، ترد و شکننده بوده و فصل مشترک بسیار ضعیفی با زمینه دارند. لذا بهسازی این ذرات و تغییر مورفولوژی این صفحات از حالت صفحه‌ای به فیبری (کروی)، موجب بهبود استحکام کششی می‌شود.

نمودار تغییرات درصد ازدیاد طول نسبی نمونه‌های ریختگی در شکل (۷-ب) نشان داده شده است. می‌توان مشاهده نمود که بهسازی شیمیایی آلیاژها در شرایط ریختگی به‌طور کلی موجب بهبود درصد ازدیاد طول می‌شود به گونه‌ای که درصد ازدیاد طول آلیاژ پایه حاوی آهن پس از بهسازی توسط برلیم، منگنز، استرانسیم و کلسیم به ترتیب حدود ۳۱، ۱۶، ۵۸ و ۳۲ درصد افزایش می‌یابد. میزان بهبود انعطاف‌پذیری آلیاژ پس از بهسازی توسط استرانسیم و کلسیم بیشتر از میزان بهبود پس از بهسازی توسط منگنز و برلیم است. این موضوع با توجه به تاثیر استرانسیم و کلسیم در بهسازی ذرات سیلیسیم یوتکتیک و هم‌زمان کاهش ابعاد و کسر حجمی ترکیبات بین فلزی بتا قابل توجه است. با این حال به نظر می‌رسد که میزان افزایش کمتر از حد انتظار است و این احتمالاً ناشی از افزایش میزان تخلخل‌های گازی آلیاژ پس از بهسازی توسط کلسیم و استرانسیم است. تاثیر منفی افزودن کلسیم و استرانسیم در افزایش میزان تخلخل‌های گازی در آلیاژهای Al-Si قبلاً توسط محققین مختلف مورد بررسی قرار گرفته است. بر اساس تئوری‌های ارائه شده کلسیم از طریق افزایش قابلیت ترشوندگی اکسید با سطح مذاب شرایط را برای جذب

هیدروژن به توده مذاب فراهم می‌کند. در مورد استرانسیم نیز ادعا شده است که تشکیل اکسید غیر محافظ SrO در سطح مذاب عامل افزایش میزان جذب هیدروژن است. با این‌وجود در مورد چگونگی افزایش میزان تخلخل‌های گازی در نمونه‌های بهسازی شده توسط استرانسیم تئوری‌های دیگری نیز ارائه شده‌اند. عده‌ای از محققان معتقدند که استرانسیم به‌صورت مستقیم سبب افزایش هیدروژن مذاب نمی‌شود بلکه حضور این عنصر از طریق آخال‌های موجود در مذاب به جذب بیشتر هیدروژن کمک می‌کند. عده‌ای دیگر بر این عقیده‌اند که استرانسیم با تشکیل ترکیبات هیدریدی مانند  $SrH_2$  در مذاب موجب تشدید جذب هیدروژن می‌شود. این ترکیب در هنگام انجماد تجزیه شده و با آزاد سازی هیدروژن سبب افزایش تخلخل می‌شود. برخی دیگر از محققان نیز در توجیه افزایش تخلخل قطعات بهسازی شده، مشکلات همراه با تغذیه نواحی بین دندریتی توسط مذاب را مطرح نموده‌اند. افزایش طول ناحیه انجماد خمیری، کاهش فواصل بین‌دندریتی، افزایش ویسکوزیته مذاب و غیر مسطح بودن فصل مشترک مذاب/جامد از جمله عواملی هستند که قابلیت مذاب‌رسانی بین‌دندریتی را کاهش داده و سبب افزایش تخلخل می‌شوند [۲۹-۲۶].

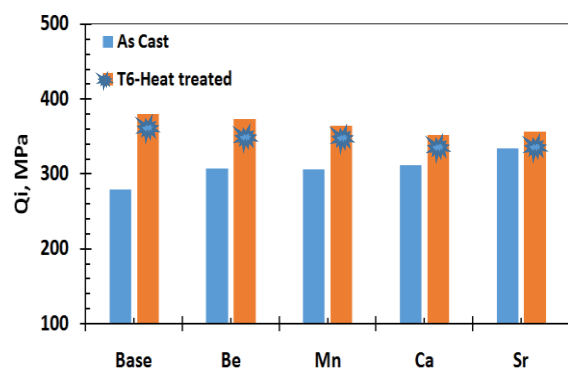
درصد ازدیاد طول نمونه بهسازی شده توسط برلیم بیش از نمونه بهسازی شده توسط منگنز است. علت این امر احتمالاً پتانسیل بالاتر این عنصر در بهسازی شیمیایی و تبدیل کامل ترکیبات غنی از آهن  $\beta-Al_3FeSi$  به ذرات حروف چینی آلفا است (شکل ۵-ب و جدول ۲). علاوه بر این بررسی‌های قبلی [۳۶-۳۷] نشان می‌دهند که برلیم با افزایش استحکام لایه‌های اکسیدی جوان شکل گرفته بر روی سطح مذاب موجب افزایش مقاومت آنها در برابر تغییر شکل و تا خوردن ناشی از تنش‌های وارده و تلاطم سطحی هنگام بارریزی مذاب شده و میزان لایه‌های اکسیدی دوگانه محبوس درون قطعات آلومینیمی را کاهش می‌دهد. تاثیر منفی لایه‌های اکسیدی محبوس بر خواص کششی آلیاژهای Al-Si-Mg قبلاً توسط محققین تایید شده است [۵۴-۵۲]. لایه‌های اکسیدی دوگانه محبوس در اثر تلاطم سطحی مذاب (هنگام فرآوری مذاب و/یا بارریزی) و تا خوردن لایه‌های اکسیدی جوان شکل گرفته و در اثر اغتشاش ناشی از بارریزی وارد قطعه می‌شوند. طی این فرایند، دو سطح اکسید در تماس با هم قرار گرفته و با توجه به ماهیت سرامیکی اکسید آلومینیم و ارائه سطوح

افزودن عناصر بهساز به دو روش موجب بهبود خواص کششی می‌شود. برلیم و منگنز مورفولوژی صفحه‌ای ترکیبات را تغییر داده و موجب شکل‌گیری ترکیبات غنی از آهن آلفا با مورفولوژی غیرصفحه‌ای و فشرده و فصل مشترک مستحکم‌تر [۵۱] با زمینه می‌شوند. با این وجود، این عناصر تاثیری بر روی ابعاد و مورفولوژی ذرات سیلیسیم یوتکتیک ندارند (شکل ۵-الف و ب). استرانسیم و کلسیم مورفولوژی صفحات را تغییر نمی‌دهند اما با توجه به تصاویر ریزساختاری و نتایج آنالیز تصویری جدول (۲) موجب کاهش ابعاد و نسبت طول به عرض این ذرات می‌شوند. تحت این شرایط میزان تمرکز تنش بر روی ذرات کاهش یافته و این امر تاثیر مثبتی بر خواص کششی خواهد داشت. علاوه بر این، استرانسیم و کلسیم موجب بهسازی شیمیایی ذرات سیلیسیم یوتکتیک می‌شوند. تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیک مشابه ترکیبات صفحه‌ای شکل بتا، ترد و شکننده بوده و فصل مشترک بسیار ضعیفی با زمینه دارند. لذا بهسازی این ذرات و تغییر مورفولوژی این صفحات از حالت صفحه‌ای به فیبری (کروی)، موجب بهبود استحکام کششی می‌شود.

نمودار تغییرات درصد ازدیاد طول نسبی نمونه‌های ریختگی در شکل (۷-ب) نشان داده شده است. می‌توان مشاهده نمود که بهسازی شیمیایی آلیاژها در شرایط ریختگی به‌طور کلی موجب بهبود درصد ازدیاد طول می‌شود به گونه‌ای که درصد ازدیاد طول آلیاژ پایه حاوی آهن پس از بهسازی توسط برلیم، منگنز، استرانسیم و کلسیم به ترتیب حدود ۳۱، ۱۶، ۵۸ و ۳۲ درصد افزایش می‌یابد. میزان بهبود انعطاف‌پذیری آلیاژ پس از بهسازی توسط استرانسیم و کلسیم بیشتر از میزان بهبود پس از بهسازی توسط منگنز و برلیم است. این موضوع با توجه به تاثیر استرانسیم و کلسیم در بهسازی ذرات سیلیسیم یوتکتیک و هم‌زمان کاهش ابعاد و کسر حجمی ترکیبات بین فلزی بتا قابل توجه است. با این حال به نظر می‌رسد که میزان افزایش کمتر از حد انتظار است و این احتمالاً ناشی از افزایش میزان تخلخل‌های گازی آلیاژ پس از بهسازی توسط کلسیم و استرانسیم است. تاثیر منفی افزودن کلسیم و استرانسیم در افزایش میزان تخلخل‌های گازی در آلیاژهای Al-Si قبلاً توسط محققین مختلف مورد بررسی قرار گرفته است. بر اساس تئوری‌های ارائه شده کلسیم از طریق افزایش قابلیت ترشوندگی اکسید با سطح مذاب شرایط را برای جذب

بر درصد ازدیاد طول نسبی احتمالاً ناشی از نقش موثر این عنصر در تغییر مورفولوژی صفحه‌ای ترکیبات بتا و هم‌زمان کاهش چگالی فیلم‌های اکسیدی دوگانه محبوس در آلیاژ است. با توجه به بهسازی حرارتی ذرات سیلیسیم یوتکتیک و کاهش کسر حجمی و طول متوسط صفحات فاز بتا در آلیاژ بهسازی نشده، کاهش نسبی درصد ازدیاد طول نمونه‌های بهسازی شده توسط کلسیم و استرانسیم احتمالاً ناشی از افزایش میزان تخلخل‌های گازی و تشدید اکسیداسیون آلیاژ و در مورد نمونه بهسازی شده توسط منگنز، احتمالاً ناشی از افزایش کسر حجمی ترکیبات بین‌فلزی آلفا در زمینه است.

با توجه به تاثیر متفاوت عناصر بهساز بر درصد ازدیاد طول نسبی و استحکام کششی آلیاژهای مورد بررسی، قبل و بعد از عملیات حرارتی، اندیس کیفیت کلیه آلیاژها محاسبه شده و نمودار بدست آمده در شکل (۸) ارائه شده است.



شکل ۸- تغییرات اندیس کیفیت بر حسب تغییرات نوع عنصر بهساز، در دو حالت ریختگی و عملیات حرارتی.

با توجه به شکل (۸)، در شرایط ریختگی، بهسازی آلیاژ به طور کلی موجب بهبود اندیس کیفیت شده و بیشترین مقدار مربوط به نمونه حاوی استرانسیم است. این بهبود با توجه به تاثیر مثبت بهسازی شیمیایی بر ریزساختار (شکل ۶)، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول آلیاژ  $A\text{۳۵۶-۱/۲Fe}$  (شکل ۷) قابل توجیه است. با این وجود پس از عملیات حرارتی، اندیس کیفیت نمونه پایه حاوی آهن بیش از ۳۵ درصد در مقایسه با حالت قبل از عملیات حرارتی افزایش یافته و نسبت به کلیه نمونه‌های بهسازی شده نیز مقدار بالاتری دارد. بنابراین به نظر می‌رسد که تاثیر بهسازی حرارتی ساختار در اثر عملیات حرارتی در بهبود کیفیت متالورژیکی نهایی آلیاژ  $A\text{۳۵۶-۱/۲Fe}$  بیش از تاثیر مشترک بهسازی شیمیایی و عملیات حرارتی است.

غیرترشونده، این لایه‌ها به واسطه نحوه‌ی شکل‌گیری، مانند یک ترک از پیش موجود در ساختار آلیاژ عمل می‌کنند. بنابراین کاهش چگالی این اکسیدها تاثیر به سزایی در بهبود خواص کششی به خصوص انعطاف پذیری آلیاژ خواهد داشت.

علی‌رغم تاثیر مثبت عناصر بهساز بر استحکام کششی قطعات ریختگی، انجام فرایند بهسازی شیمیایی موجب کاهش استحکام کششی نمونه حاوی آهن در شرایط پس از عملیات حرارتی شده است. با توجه به شکل (۷)، بهسازی شیمیایی توسط برلیم، منگنز، استرانسیم و کلسیم به ترتیب موجب کاهش ۳، ۴، ۸ و ۶ درصدی استحکام کششی آلیاژ پایه حاوی آهن شده است. همان‌گونه که قبلاً عنوان گردید ترکیبات سخت و صفحه‌ای شکل بتا پتانسیل بسیار خوبی برای ممانعت از حرکت نابجایی‌ها و در نتیجه افزایش سختی و استحکام آلیاژ دارند. منتها با توجه به طبیعت ترد و شکننده این ترکیبات و نیز فصل مشترک بسیار ضعیف آنها با زمینه، حضور این ذرات موجب افت استحکام کششی و انعطاف‌پذیری آلیاژ می‌شود. با توجه به نتایج بررسی‌های ریزساختاری (شکل ۶-الف) و آنالیز تصویری (جدول ۳) پس از عملیات حرارتی، طول متوسط و کسر حجمی صفحات بتا کاهش می‌یابد. تحت این شرایط میزان تمرکز تنش وارده بر روی هر ذره کاهش یافته و با توجه به وقوع نفوذ اتمی در فصل مشترک و افزایش استحکام پیوند این ذرات با زمینه [۵۵] توانایی ذرات جهت ممانعت از حرکت نابجایی‌ها بدون شکل‌گیری ترک‌های میکروسکوپی از درون و/یا فصل مشترک ذرات با زمینه، به میزان قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد. بر این اساس، به نظر می‌رسد که تغییر مورفولوژی صفحه‌ای ماهیت ذرات بتا (در نمونه های بهسازی شده توسط منگنز و برلیم) یا کاهش طول موثر این ذرات (در نمونه‌های بهسازی شده توسط استرانسیم و کلسیم) توانایی آنها در ممانعت از حرکت نابجایی‌ها را کاهش داده و موجب افت نسبی استحکام می‌شود.

با این حال، انجام عملیات حرارتی تاثیر متفاوتی بر درصد ازدیاد طول نسبی داشته است. با توجه به افزایش استحکام، انجام عملیات حرارتی موجب کاهش انعطاف‌پذیری آلیاژها شده است. درصد ازدیاد طول نسبی نمونه‌های بهسازی شده توسط برلیم، حدود ۱۱ درصد بیش از آلیاژ بهسازی نشده است. همان‌گونه که قبلاً عنوان شد، تاثیر مثبت برلیم

بتا نمایان می‌شوند. یکی از ویژگی‌های لایه‌های دوگانه محبوس، حبس مقداری هوا در فضای مابین دو لایه آنها است. در هنگام عملیات حرارتی بخشی از هیدروژن اتمی محلول در شبکه نیز به تدریج به فضای مابین دولایه نفوذ می‌کند. بنابراین علی‌رغم صرف بخشی از اکسیژن محبوس برای اکسیداسیون آلومینیم، بخش قابل توجهی از گازهای محبوس منبسط شده و فیلم دوگانه را به یک ترک میکروسکوپی مبدل می‌کنند. بنابراین ترک‌های مشاهده شده در سطح شکست این نمونه احتمالا اکسیدهای دوگانه محبوس در میان ذرات بتا هستند که باز شده و در نقش یک ترک مرکزی موجب افت خواص شده‌اند.

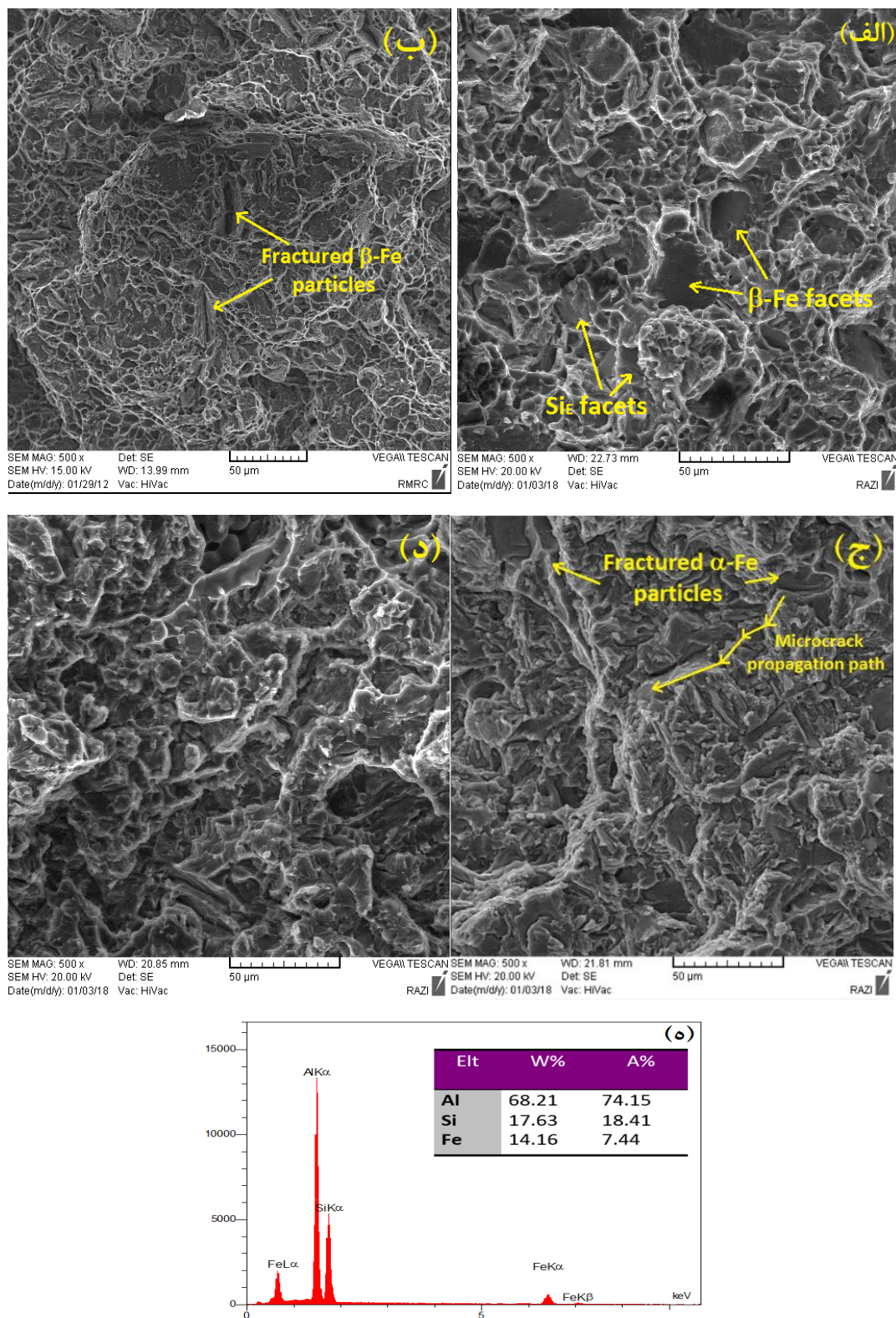
تصویر میکروسکوپی سطح شکست نمونه بهسازی شده توسط منگنز پس از عملیات حرارتی در شکل (۹-ج) ارائه شده است. حذف صفحات بتا در این نمونه کاملا مشهود است. با این حال، همان گونه که قبلا عنوان شد، تاثیر عملیات حرارتی در انحلال و خردایش ترکیبات بین فلزی آلفا به مراتب کمتر از ترکیبات بتا صفحه‌ای است. لذا میزان بهبود خواص نمونه‌های بهسازی شده توسط منگنز پس از عملیات حرارتی کمتر از میزان بهبود خواص در نمونه بهسازی نشده است (شکل ۷). حضور این ترکیبات به طور قطع، تاثیر منفی بر استحکام کششی و رفتار شکست آلیاژ خواهد داشت. همان گونه که مشاهده می‌شود، شکست این نمونه علی‌رغم انجام عملیات حرارتی به صورت شبه کلیواژ رخ داده و آغاز شکست بیشتر از ترکیبات بین فلزی آلفا بوده است. حضور ذرات خرد شده فاز آلفا در سطح شکست و جوانه‌زنی و اشاعه ترک‌های میکروسکوپی از این ذرات و/یا فصل مشترک آنها با زمینه موید این مطلب است. تصویر سطح شکست نمونه بهسازی شده توسط برلیم پس از انجام عملیات حرارتی در شکل (۹-د) نشان داده شده است. حضور دیمپل‌ها بر روی سطح شکست این نمونه حاکی از شکست نسبتا نرم آن است این موضوع در توافق با نتایج خواص کششی و علی‌رغم بهسازی حرارتی ناقص ترکیبات آلفای غنی از آهن و برلیم است. کاهش قابل توجه میزان اکسیدهای محبوس (که به واسطه شارژ الکترون به صورت نواحی سفید رنگ در سطح شکست رویت می‌شوند) در این نمونه کاملا مشهود است.

تاثیر منفی بهسازی توسط منگنز و برلیم احتمالا ناشی از افزایش کسر حجمی ترکیبات بین فلزی غنی از آهن آلفا با مورفولوژی حروف چینی است که طی عملیات حرارتی خردایش نسبی را تجربه می‌کنند (شکل ۶). این ترکیبات بین فلزی به واسطه ماهیت ترد خود طی آزمون کشش به عنوان مراکز تمرکز تنش عمل نموده و موجب شکست پیش از موعد قطعه می‌شوند. تاثیر منفی استرانسیم و کلسیم بر اندیس کیفیت نمونه‌های عملیات حرارتی شده نیز احتمالا ناشی از نقش این دو عنصر در افزایش میزان تخلخل‌های گازی در ساختار نمونه است. این موارد با بررسی سطوح شکست نمونه‌های آزمون کشش قابل بررسی و تایید هستند.

### ۳-۳- تاثیر بهسازی شیمیایی و عملیات حرارتی بر

#### مورفولوژی سطح شکست

در شکل (۹)، تصاویر تهیه شده از سطح شکست نمونه پایه قبل و بعد از عملیات حرارتی و نمونه‌های بهسازی شده بعد از عملیات حرارتی ارائه شده است. همان گونه که مشاهده می‌شود (شکل ۹-الف)، حضور صفحات بتا در سطح شکست نمونه پایه ریختگی مشهود است. این صفحات توسط دیمپل‌ها و رخ برگ‌های ناشی از شکست ترد فاز سیلیسیم یوتکتیک احاطه شده‌اند. تصویر میکروسکوپی سطح شکست نمونه پایه پس از عملیات حرارتی در شکل (۹-ب) ارائه شده است. با توجه به انجام عملیات حرارتی کسر حجمی نواحی دیمپلی در مقایسه با سطح شکست نمونه عملیات حرارتی نشده به میزان قابل ملاحظه‌ای افزایش یافته است با این حال، حضور ترک‌های میکروسکوپی نسبتا بزرگ در سطح شکست کاملا مشهود است. با توجه به آنالیز EDS سطح شکست (شکل ۹-ه) شکل‌گیری این ترک‌ها را می‌توان ناشی از بروز شکست در صفحات بتا دانست. تحقیقات نشان داده است که جوانه‌زنی ترکیبات بتا معمولا به صورت مرجح بر روی اکسیدهای دوگانه محبوس صورت می‌پذیرد. این اکسیدها معمولا به صورت تا خورده/مچاله شده در مذاب حضور دارند اما پس از جوانه‌زنی ترکیبات بتا بر روی آنها و هنگام رشد این ترکیبات، باز شده و به صورت یک ترک مرکزی در صفحات



شکل ۹- تصاویر میکروسکپ الکترونی سطح شکست: (الف) نمونه پایه ریختگی (نشان‌دهنده تاثیر تیغه‌های سیلیسیم یوتکتیک و صفحات بتا در شکست نمونه)، (ب) نمونه پایه عملیات حرارتی شده (نشان‌دهنده حضور گسترده دیمپل‌ها و صفحات شکسته شده بتا)، (ج) نمونه بهسازی شده توسط منگنز عملیات حرارتی شده (تاثیر فاز آلفا در شکست نمونه)، (د) نمونه بهسازی شده توسط برلیوم پس از عملیات حرارتی (نشان‌دهنده کاهش قابل توجه ذرات شکسته شده آلفا و لایه‌های اکسیدی محبوس و افزایش نواحی شکست دیمپلی) و (ه) آنالیز EDS ذرات بتا در سطح شکست نمونه پایه عملیات حرارتی شده (تصویر ۹-ب).

- [6] Hafiz M.F., Kobayashi T., A study on microstructure-fracture behavior relations in Al-Si casting alloys, *Script. Met. Mater.*, 1994, 30, 475-480.
- [7] Dighe M.D., Gokhale A.M., Relationship between microstructural extermum and fracture path in a cast Al-Si-Mg alloy, *Script. Mater.*, 1997, 37, 9, 1435-1440.
- [8] Voigt R.C., Bye D.R., Microstructural aspect of fracture in A356, *AFS Trans.*, 1991, 99, 33-50.
- [9] Mbuya T.O., Odera B.O., Nganga S.P., Influence of iron on castability and properties of aluminium silicon alloys: Literature review, *Int. J. Cast Met. Res.*, 2003, 6, 1-15.
- [10] Belov N.A., Aksenov A.A., Iron in alloys: Impurity and alloying elements, Taylor & Francis Inc., New York, 2003.
- [11] Crepeau P.N., Effect of iron in Al-Si casting alloys, *AFS Trans.*, 1995, 103, 361-366.
- [12] Mondolfo L.F., Aluminum alloys: structure and properties, Butterworth, London, 1978.
- [13] Ma Z., Effect of Fe intermetallics and porosity on tensile and impact properties of Al-Si-Mg-Cu and Al-Si-Mg cast alloys, Ph.D. Thesis, University of Quebec, 2002
- [14] Wang L., Apelian D., Makhlof M., Iron-bearing compounds in Al-Si diecasting alloys: their morphology and conditions under which they form, *AFS Trans*, 1999, 146, 231-238.
- [15] Kral M.V., A crystallographic identification of intermetallic phases in Al-Si alloys, *Mater. Lett.*, 2005, 59, 2271-2276.
- [16] Lakshmanan A.N., Shabestari S.G., Gruzleski J.E., Microstructure control of iron intermetallics in Al-Si casting alloys, *Z. Metallkd.*, 1995, 86, 457-464.
- [17] Shabestari S.G., Gruzleski J.E., Modification of iron intermetallics by strontium in 413 aluminium alloys, *AFS Trans.*, 1995, 26, 285-293.
- [18] Kulunk B., Shabestari S.G., Gruzleski J.E., Zuliani D.J., Beneficial effects of strontium on A380 alloy, *AFS Trans.*, 1996, 104, 1189-1193.
- [19] عامریون ع، امامی م، عاشوری غ، بررسی تاثیر آمیزان‌های Al-5Ti-1B و Al-8B بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ Al-5Ti-1B، ریخته‌گری، ۱۳۹۴، ۱۰۷، ۳۸-۴۶.
- [20] حسینی ه، امامی م، عاشوری غ، بررسی کارایی آمیزان Al-5Ti-1B بر ویژگیهای ریزساختاری و مکانیکی آلیاژ Al-6Mg پس از روزنرانی، ریخته‌گری، ۱۳۹۴، ۱۰۹، ۱۲-۲۰.
- [21] تقی‌آبادی ر، جراحی م، نظری م، بررسی تاثیر ترکیبات بین‌فلزی غنی از آهن بر استعداد به پارگی گرم آلیاژهای هیپوئوتکتیک Al-Si، ریخته‌گری، ۱۳۹۴، ۱۰۹، ۱۳-۲۲.
- [22] Anantha L., Samuel F.H., Gruzleski J.E., Dissolution of iron intermetallics in Al-Si alloys through non-equilibrium heat treatment, *Met. Trans.*, 1995, 26A, 2161-2174.

#### ۴- نتیجه‌گیری

- ۱- بهسازی آلیاژ ریختگی A۳۵۶ توسط کلسیم، استرانسیم، برلیم و منگنز موجب بهبود نسبی خواص کششی آلیاژ نسبت به شرایط ریختگی می‌شود. با توجه به بهسازی فاز سیلیسیم یوتکتیک و کاهش طول متوسط صفحات  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi، بیشترین بهبود اندیس کیفیت به میزان ۳۶ درصد توسط استرانسیم به‌دست می‌آید.
- ۲- پس از عملیات حرارتی، به دلیل انحلال جزئی ذرات سیلیسیم یوتکتیک و صفحات بتا، کاهش ابعاد این فازها و حذف مراکز تمرکز تنش، ارتقاء خواص در اثر بهسازی توسط منگنز و به ویژه برلیم بیشتر است. به نظر می‌رسد که کاهش بیش از حد طول متوسط صفحات بتا به واسطه‌ی تاثیر هم‌زمان بهسازی شیمیایی و انحلال حرارتی، موجب افت خواص در نمونه‌های بهسازی شده توسط استرانسیم و کلسیم می‌شود.
- ۳- بیشترین بهبود خواص پس از عملیات حرارتی مربوط به نمونه پایه بهسازی نشده با ۳۵ درصد بهبود در اندیس کیفیت است. این در حالی است که میزان بهبود اندیس کیفیت در نمونه‌های بهسازی شده توسط استرانسیم، کلسیم، برلیم و منگنز به ترتیب ۱۳، ۱۹ و ۲۱ درصد است. افزایش میزان تخلخل و حضور ترکیبات غنی از آهن آلفا در ساختار از جمله مهمترین عوامل موثر در کاهش نسبی اندیس کیفیت نمونه‌های بهسازی شده هستند.

#### مراجع

- [1] Davis J.R., ASM Specialty Handbook, Aluminum and aluminum alloys, ASM International, OH, 1993.
- [2] Ye H., An overview of the development of Al-Si alloy based material for engine applications, *J. Mater. Eng. Perf.*, 2003, 12, 288-297.
- [3] Lorimer G.W., Precipitation in aluminum alloys, In K. C. Russell and H. I. Aaronson, Editors, *Precipitation Processes in Solids*, TMS-AIME, Metals Park, 1978.
- [4] Prasad B.K., Venkateswarlu K., Modi O.P., Jha A.K., Das, S., Dasgupta, R., Yegneswaran A.H., Sliding wear behavior of some Al-Si alloys: Role of shape and size of Si particles and test conditions, *Met. Mater. Trans.*, 1998, 29A, 2747-2752.
- [5] Warmuzek M., Aluminium-Silicon casting alloys: atlas of microfractographs, ASM Int., Materials Park, OH, USA, 2004.

- beryllium on entrained oxide films, mechanical properties and casting reliability of Fe-rich Al-Si cast alloy, *Mater. Sci. Tech.*, 2015, 31(4), 506-512.
- [37] Gopalan R., Prabhu N.K., Oxide bifilms in aluminum alloy castings-A review, *Mater. Sci. Tech.*, 2011, 27, 1757-1769.
- [38] Hernandez Paz J.F., Heat treatment and precipitation in A356 aluminum alloy, Ph.D. Thesis, McGill University, Montreal, 2001.
- [39] Jacob S., Quality index in predicting of properties of aluminum castings-a review, *AFS Trans.*, 2000, 108, 811-818.
- [40] Ragab K.A., Bournane M., Samuel A.M., Al Ahmari A., Samuel F.H., Doty H.W., Mechanical characterization and quality index of A356-type aluminum castings heat treated using fluidized bed quenching, *Mater. Sci. Tech.*, 2003, 29(4), 412-425.
- [41] Salleh M.S., Omar M.Z., Syarif J., The effects of Mg addition on the microstructure and mechanical properties of thixoformed Al-5%Si-Cu alloys, *J. Alloys Comp.*, 2015, 621(5), 121-130.
- [42] Vander Voort G.F., *Applied Metallography*, Van Nostrand Reinhold, USA, 1984.
- [43] Samuel F.H., Ouellet P., Samuel A.M., Doty H.W., Effect of Mg and Sr additions on the formation of intermetallics in Al-6Si-3.5Cu-0.45 to 0.8 Fe 319-type alloys, *Met. Mater. Trans.*, 1998, 29A, 2871-2884
- [44] Cao X., Campbell J., The solidification characteristics of Fe-rich intermetallics in Al-11.5Si-0.4Mg cast alloys, *Met. Mater. Trans.*, 2004, 35A, 1425-1434.
- [45] Lu L. and Dahle A.K., Iron-rich intermetallic phases and their role in casting defect formation in hypoeutectic Al-Si alloys, *Met. Mater. Trans.*, 2005, 36A, 819-835.
- [46] Ibrahim M.F., Alkahtani S.A., Abuhasel K.A., Samuel F.H., Microstructural characterization of beryllium treated Al-Si alloys, *Adv. Mater. Sci. Eng.*, 2015, 15, 1-10.
- [47] Mahta M., Emami M., Cao X., Campbell J., Overview of beta-Al<sub>5</sub>FeSi phase in Al-Si alloys, *Mater. Sci. Res. Trends*, Chapter, 2007, 5, 1-16.
- [48] Anantha L., Samuel F.H., Gruzleski J.E., Dissolution of iron intermetallics in Al-Si alloys through non-equilibrium heat treatment, *Met. Mater. Trans. A*, 1995, 26A, 2161-2174.
- [49] Mulazimoglu M.H., Zaluska A., Gruzleski J.E., Paray F., Electron microscope study of Al-Fe-Si
- [23] Villeneuve C., Samuel F.H., Fragmentation and dissolution of Al<sub>5</sub>FeSi phase during solution heat treatment of Al-13Wt%Si-Fe alloys, *Int. J. Cast Met. Res.*, 1999, 12, 145-160.
- [24] Lados D.A., Apelian D., Solution treatment effects on microstructure and mechanical properties of Al-(1 to 13 Pct)Si-Mg, *Met. Mater. Trans. B*, 2011, 42(1), 171-180.
- [25] Ogris E., Wahlen A., Luchinger H., Uggowitz P.J., On the silicon spheroidization in Al-Si alloys, *Journal of Light Metals*, 2002, 2, 263-269.
- [26] McDonald S.D., Dahle A.K., Taylor J.A., StJohn D.H., Modification-related porosity formation in hypoeutectic aluminum-silicon alloys, *Met. Mater. Trans B*, 2004, 35, 1097-1106.
- [27] Ozdemir O., Effect of Strontium on the oxidation behavior of molten aluminum-magnesium alloys, Ph.D. Thesis, McGill University, Montreal, 2006.
- [28] Al-Helal K., Wang Y., Stone I., Fan Z., Effect of Ca level on the formation of silicon phases during solidification of hypereutectic Al-Si alloys, *Mater. Sci. Forum*, 2013, 765, 117-122.
- [29] Kumari S.S.S., Pillai R.M., Pai B.C., Structure and properties of calcium and strontium treated Al-7Si-0.3Mg alloy: A comparison, *J. Alloy. Compd.*, 2008, 460, 472-477.
- [30] Shabestari S.G., Gruzleski J.E., Gravity segregation of complex intermetallic compounds in liquid Al-Si alloys, *Met. Mater. Trans.*, 1995, 26A, 999-1006.
- [31] Shabestari S.G., The effect of iron and manganese on the formation of intermetallic compounds in Al-Si alloys, *Mater. Sci. Eng.*, 2004, A383, 289-298.
- [32] Gobrecht, J., Segregations par gravite de fer, du manganese et du chrome dans les alliages Al-Si de fonderie, *Fonderie*, 1977, 171-173.
- [33] Fatahalla N., Hafiz M., Abdulkhalek M., Effect of microstructure on the mechanical properties and fracture of commercial hypoeutectic Al-Si alloy 265 modified with Na, Sb and Sr, *J. Mater. Sci.*, 1999, 34(14), 3555-3564.
- [34] Abdollahi A., Gruzleski J.E., An evaluation of calcium as a eutectic modifier in A357 alloy, *Int. J. Cast Metals Research*, 1998, 11, 145-155.
- [35] Knuutinen A., Nogita K., McDonald S.D., Dahle A.K., Porosity formation in aluminum alloy A356 modified with Ba, Ca, Y and Yb, *Journal of Light Metals*, 2001, 1, 241-249.
- [36] Nozari M.A., Taghiabadi R., Karimzadeh M., Ghoncheh M.H., Investigation on beneficial effects of

- intermetallics in 6201 aluminum alloy, *Met. Mater. Trans.*, 27A (1996) 929-936.
- [50] Vorren O., Evensen J.E., Pedersen T.B., Microstructure and mechanical properties of Al-Si (Mg) casting alloys, *AFS Trans.*, 1984, 459-466.
- [51] Bidmeshki C., Abouei V., Saghafian H., Shabestari S.G., Noghani M.T., Effect of Mn addition on Fe-rich intermetallics morphology and dry sliding wear investigation of hypereutectic Al-17.5%Si alloys, *J. Mater. Res. Tech.*, 2016, 5(3), 250-258.
- [52] Cao X., Campbell J., Oxide inclusion defects in Al-Si-Mg cast alloys, *Can. Met. Quart.* 2005, 44(4), 435-448.
- [53] Campbell J., Cavitation during super plastic forming: A review, *Materials*, 2011, 4, 1271-1286.
- [54] Raeiszadehghani R., A method to study the behaviour of double oxide film defects in aluminum alloys, Ph.D. Thesis, School of Metallurgy and Materials Faculty of Engineering, University of Birmingham, 2005.
- [55] Eshaghi A., Ghasemi H.M., Rassizadehghani J., Effect of heat treatment on microstructure and wear behavior of Al-Si alloys with various iron contents, *Materials Design.*, 2011, 32, 1520-1525.

